

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 63-171856

(43)Date of publication of application : 15.07.1988

(51)Int.Cl. C22C 38/48

C22C 38/00

C22C 38/54

F01D 5/06

(21)Application number : 62-001630 (71)Applicant : HITACHI LTD

(22)Date of filing : 09.01.1987 (72)Inventor : SHIGA MASAO
FUKUI HIROSHI
KURIYAMA MITSUO
IJIMA KATSUKI
MAENO YOSHIMI
TAKAHASHI SHINTARO
IIZUKA NOBUYUKI
KUROSAWA SOICHI
WATANABE YASUO
HIRAGA MAKOTO

(54) HEAT-RESISTING STEEL AND GAS TURBINE USING SAME

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide high toughness after heating at high temp. for a long period as well as strength at high temp. and also to provide high thermal efficiency to a gas turbine made of this steel, by specifying respective contents of C, Si, Mn, Cr, Mo, Ni, V, etc., in a heat-resisting

steel and also by specifying the value of Mn/Ni.

CONSTITUTION: The heat-resisting steel has a basic composition consisting of, by weight, 0.05W0.2% C, $\leq 0.5\%$ Si, $\leq 0.6\%$ Mn, 8W13% Cr, 1.5W3% Mo, 2W3% Ni, 0.05W0.3% V, 0.02W0.2% in total, of Nb and/or Ta, 0.02W0.1% N, and the balance essentially Fe. Moreover, the value of Mn/Ni is regulated to ≤ 0.11 . This steel is characterized by $\geq 50\text{kg/mm}^2$ 105hr creep rupture strength at 450°C and $\geq 5\text{kg-m/cm}^2$ 25°C V-notched Charpy impact value after heated at 500°C for 103hr. By using this steel for disk for gas turbine, the gas turbine having high thermal efficiency can be obtained.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's
decision of rejection]

[Kind of final disposal of application
other than the examiner's decision of
rejection or application converted
registration]

[Date of final disposal for
application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against
examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against
examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

⑫ 特許公報(B2)

平5-63544

⑬ Int. Cl.⁶
C 22 C 38/00
38/48
// F 01 D 5/00

識別記号 3 0 2 Z
庁内整理番号 7217-4K

⑭ 公告 平成5年(1993)9月10日

発明の数 2 (全7頁)

⑮ 発明の名称 耐熱鋼

⑯ 特 願 昭62-1630

⑰ 公 開 昭63-171856

⑱ 出 願 昭62(1987)1月9日

⑲ 昭63(1988)7月15日

⑳ 発 明 者 志 賀 正 男 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉑ 発 明 者 福 井 寛 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉒ 発 明 者 栗 山 光 男 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉓ 発 明 者 飯 島 活 己 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉔ 発 明 者 前 野 良 美 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉕ 発 明 者 高 橋 慎 太 郎 茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社日立製作所日立研
究所内
㉖ 発 明 者 飯 塚 信 之 茨城県日立市幸町3丁目1番1号 株式会社日立製作所日
立工場内
㉗ 発 明 者 黒 沢 宗 一 茨城県日立市幸町3丁目1番1号 株式会社日立製作所日
立工場内
㉘ 発 明 者 渡 辺 康 雄 茨城県勝田市堀口832番地の2 株式会社日立製作所勝田
工場内
㉙ 発 明 者 平 賀 良 東京都千代田区神田駿河台4丁目6番地 株式会社日立製
作所内

㉚ 出 願 人 株式会社日立製作所 東京都千代田区神田駿河台4丁目6番地

㉛ 代 理 人 弁理士 小川 勝男 外2名

㉜ 審 査 官 影 山 秀 一

㉝ 参 考 文 献 特開 昭58-45359 (JP, A) 特開 昭60-138054 (JP, A)

特開 昭61-6257 (JP, A) 特開 昭61-41750 (JP, A)

1

⑳ 特許請求の範囲

1 重量で、C0.05～0.2%、Si0.5%以下、Mn0.33%以下、Cr8～13%、Mo1.5～3%、Ni2.1%を越え3%以下、V0.05～0.3%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.2%及びN0.02～0.1%を含み、前記(Mn/Ni)比が0.11以下及び残部が実質的にFeからなることを特徴

2

とする耐加熱脆化特性に優れた耐熱鋼。

2 重量で、C0.05～0.2%、Si0.5%以下、Mn0.33%以下、Cr8～13%、Mo1.5～3%、Ni2.1%を越え3%以下、V0.05～0.3%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.2%及びN0.02～0.1%、W1%以下、前記(Mn/Ni)比が0.11以下及び残部が実質的にFeからなることを

特徴とする耐加熱脆化特性に優れた耐熱鋼。

発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は新規な耐熱鋼に関し、特に、ガスタービン等に好適な加熱脆化の少ない耐熱鋼に関する。

〔従来の技術〕

現在、ガスタービン用ディスクにはCr-Mo-V鋼が使用されている。

近年、省エネルギーの観点からガスタービンの熱効率の向上が望まれている。熱効率を向上させるにはガス温度及び圧力を上げるのが最も有効な手段であるが、ガス温度を1100℃から1300℃に高め、圧縮比を10から15まで高めることにより相対比で約3%の効率向上が期待できる。

しかし、これらの高温・高圧比に伴い従来のCr-Mo-V鋼では強度不足で、より強度の高い材料が必要である。強度として高温特性を最も大きく左右するクリープ破断強度が要求される。クリープ破断強度がCr-Mo-V鋼より高い構造材料としてオーステナイト鋼、Ni基合金、Co基合金、マルテンサイト鋼等が一般に知られているが、熱間加工性、切削性及び振動減衰特性等の点でNi基合金及びCo基合金は望ましくない。また、オーステナイト鋼は400～450℃付近の高温強度がそれ程高くないこと更にガスタービン全体システムから望ましくない。一方、マルテンサイト鋼は他の構成部品とのマッチングが良く、高温強度も十分である。マルテンサイト鋼として特開昭58-110661号公報、60-138054号公報、特公昭46-279号公報等知られている。しかし、これらの材料は400～450℃で必ずしも高いクリープ破断強度は得られず、更に高温で長時間加熱後の靱性が低く、タービンディスクとして使用できず、ガスタービンの効率向上は得られない。

〔発明が解決しようとする問題点〕

ガスタービンの高温・高圧化に対して単に強度を高い材料を用いるだけではガス温度の上昇はできない。一般に、強度を向上させると靱性が低下する。本発明の目的は高温強度と高温長時間加熱後に高い靱性を兼ね備えた耐熱鋼を提供することにある。

〔問題点を解決するための手段〕

本発明は、重量で、C0.05～0.2%、Si0.5%以

下、Mn0.33%以下、Cr8～13%、Mo1.5～3%、Ni2.1%を越え3%以下、V0.05～0.3%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.2%及びN0.02～0.1%を含み、前記(Mn/Ni)比が0.11以下及び残部が実質的にFeからなることを特徴とする耐加熱脆化特性に優れた耐熱鋼にある。更に、重量で、C0.07～0.15%、Si0.01～0.1%、Mn0.1～0.33%、Cr11～12.5%、Ni2.2～3.0%、Mo1.8～2.5%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.04～0.08%、V0.15～0.25%及びN0.04～0.08%を含み、前記(Mn/Ni)比が0.04～0.10%、残部が実質的にFeからなり、全焼戻しマルテンサイト組織を有することを特徴とする耐加熱脆化特性に優れた耐熱鋼にある。

また、本発明は重量でW1%以下を含むものである。

本発明鋼は次式で計算されるCr当量が10以下になるように成分調整され、δフェライト相を実質的に含まないようにすることが必要である。

$$\text{Cr当量} = -40\text{C} - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} - 30\text{N}$$

$$+ 6\text{Si} + \text{Cr} + 4\text{Mo} + 11\text{V} + 5\text{Nb} + 2.5\text{Ta}$$

(各元素は合金中の含有量(重量%)で計算される)

〔作用〕

本発明材の成分範囲限定理由について説明する。Cは高い引張強さと耐力を得るために最低0.05%必要である。しかし、あまりCを多くすると、高温に長時間さらされた場合に金属組織が不安定になり、10⁵hクリープ破断強度を低下させるので、0.20%以下にしなければならない。最も0.07～0.15%が好ましい。より、0.10～0.14%が好ましい。

Siは脱酸剤、Mnは脱酸・脱硫剤として鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。Siはδフェライト生成元素であり、多量の添加は疲労及び靱性を低下させるδフェライト生成の原因になるので0.5%以下にしなければならない。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ溶解法などによればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。

特に、脆化の点から0.2%以下が好ましく、Si無添加でも不純物とし0.01～0.1%含有される。

Mnは加熱による脆化を促進させるので、0.33%以下にすべきである。特に、Mnは脱硫剤とし

て有効なので、加熱脆化を生じないように0.1%以上含有させるのが好ましい。更に0.1~0.25%が最も好ましい。また脆化防止の点からSi+Mn量を0.3%以下にするのが好ましい。

Crは耐食性と高温強度を高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性及び高温強度が不十分なので、Cr8~13%に決定された。特に強度の点から11~12.5%が好ましい。

Moは固溶強化及び析出強化作用によつてクリープ破断強度を高めると同時に脆化防止効果がある。1.5%以下ではクリープ破断強度向上効果が不十分であり、3.0%以上になるとδフェライト生成原因になるので1.5~3.0%に限定された。特に1.8~2.5%が好ましい。更に、MoはNi量が2.1%を超える含有量のときMo量が多いほどクリープ破断強度を高める効果があり、特にMo2.0%以上での効果が大きい。

V及びNbは炭化物を析出し高温強度を高めると同時に靱性向上効果がある。V0.1%、Nb0.02%以下ではその効果が不十分であり、V0.3%、Nb0.2%以上ではδフェライト生成の原因となると共にクリープ破断強度が低下する傾向を示すようになる。特にV0.15~0.25%、Nb0.04~0.08%が好ましい。Nbの代りにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

Niは2.1%を超える含有によつて高温長時間加熱後の靱性を高め、かつδフェライト生成の防止効果がある。2.1%以下ではその効果が十分でなく、3%以上では長時間クリープ破断強度を低下させる。特に2.2~3.0%が好ましい。より好ましくは2.5%を超える量である。

Niは加熱脆化防止に効果があるが、Mnは逆に害を与える。従つてこれらの元素の間には密接な相関関係があることを本発明者らは見出した。即ち、Mn/Niの比が0.11以下にすることによりきわめて顕著に加熱脆化が防止されることを見出した。特に、0.10以下が好ましく、0.04~0.10

が好ましい。

Nはクリープ破断強度の改善及びδフェライトの生成防止に効果があるが0.02%未満ではその効果が十分でなく、0.1%を超えると靱性を低下させる。特に0.04~0.08%の範囲で優れた特性がられる。

WはMoと同様に高温強度を高める効果があり1%以下含有させることができる。しかし、1%を超える添加はδフェライトを生成し、脆化を促進させるので、その添加量を1%以下とする。

本発明材の熱処理はまず完全なオーステナイトに変態するに十分な温度、最低900℃、最高1150℃に均一加熱し、マルテンサイト組織が得られる。100℃/h以上の速度で急冷し、次いで450~600℃の温度に加熱保持し(第1次焼もどし)、次いで550~650℃の温度に加熱保持し第2次焼もどしを行なう。焼入れに当つてはMs点直上の温度に止めることが焼割れを防止する上で好ましい。具体的温度は150℃以上に止めるのが良い。焼入れは油中焼入れ又は水噴霧焼入れによつて行うのが好ましい。第1次焼戻しはその温度より加熱する。

〔実施例〕

実施例 1

第1表に示す組成(重量%)の試料をそれぞれ20kg溶解し、1150℃に加熱し鍛造して実験素材とした。この素材に、1150℃で2h加熱後衝風冷却を行い、冷却温度を150℃で止め、その温度より580℃で2h加熱後空冷の一次焼戻しを行い、次いで605℃で5h加熱後炉冷の二次焼戻しを行つた。

熱処理後の素材からクリープ破断試験片、引張試験片及びVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し実験に供した。衝撃試験は熱処理のままの材料を500℃、1000時間加熱脆化材について行なつた。この脆化材はラルソン・ミラーのパラメータより450℃で10⁵時間加熱されたものと同等の条件である。

第 1 表

No.	組 成 (重量%)										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N	Mn/Ni	Fe
1	0.12	0.01	0.24	11.5	2.75	2.0	0.20	0.07	0.05	0.08	残部
2	0.12	0.25	0.71	11.5	2.83	1.8	0.32	—	0.03	0.25	//
3	0.10	0.02	0.38	11.8	2.09	2.0	0.29	0.05	0.07	0.18	//
4	0.10	0.09	0.71	12.0	2.41	1.9	0.29	0.04	0.06	0.30	//
5	0.08	0.15	0.82	11.9	1.62	2.5	0.27	0.06	0.07	0.51	//
6	0.09	0.09	0.84	11.8	2.10	2.3	0.35	0.05	0.07	0.40	//
7	0.09	0.05	0.20	11.0	1.71	1.9	0.20	0.05	0.06	0.12	//
8	0.10	0.04	0.15	10.9	2.51	2.4	0.19	0.06	0.06	0.06	//

第 2 表

No.	引張強さ (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	450℃ 破 断強度 (kg/mm ²)	25℃衝撃値(kg-m)	
						脆化前	脆化後
1	112.8	93.7	20.9	63.8	54.5	9.1	7.6
2	115.1	94.0	19.8	60.0	42.0	8.3	2.7
3	112.0	93.3	19.6	60.1	55.1	8.1	2.9
4	113.5	94.3	19.5	59.9	54.1	7.8	2.3
5	110.7	92.9	19.5	59.7	55.2	6.9	1.7
6	111.7	93.6	19.8	60.2	54.3	6.1	1.9
7	111.5	97.7	22.6	62.3	58.0	6.2	3.5
8	113.9	95.3	24.8	61.1	58.1	8.5	7.0

第1表において、試番1及び8は本発明材であり、試番2～7は比較材であり、試番2は現用ディスク材M152鋼相当である。

第2表はこれら試料の機械的性質を示す。本発明材(試番1及び8)は、高温・高圧ガスタービンデスク材として要求される450℃、10⁵hクリープ破断強度(>50kg/mm²)及び脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値〔4kg-m(5kg-m/mm²)以上〕を十分満足することが確認された。これに対し、現用ガスタービンに使用されているM152相当材(試番2)は、450℃、10⁵hクリープ破断強度が42kg/mm²、脆化処理後の25℃、Vノッチシャルピー衝撃値が2.7kg-mで、高温・高圧ガスタービンデスク材として要求される機械

的性質を満足できない。次にSi+Mn量が0.4～約1%及びMn/Ni比が0.12以上の高い鋼(試番3～7)の機械的性質を見ると、クリープ破断強度は高温・高圧ガスタービンデスク材として要求される値を満足できるが、脆化後のVノッチシャルピー衝撃値は3.5kg-m以下であり、満足できない。

第1図は脆化試験後の衝撃値と(Mn/Ni)比との関係を示す線図である。図に示す如く、(Mn/Ni)比が0.12までは大きな差がないが、0.11以下で脆化が急激に改善され、4kg-m(5kg-m/mm²)以上となり、更に0.10以下では6kg-m(7.5kg-m/mm²)以上の優れた特性が得られることが分る。Mnは脱酸剤及び脱硫剤として欠

かせないものであり、0.33%以下添加する必要がある。

第2図は同じくMn量との関係を示す線図である。図に示す如く、脆化後の衝撃値はNi量が2.1%以下ではMn量を減らしても大きな効果が得られず、Ni量2.1%を越えた含有量とすることによりMnを減らすことによる効果が顕著である。特に、Ni量が2.4%以上で、効果が大きいことが分る。

更に、Mn量が0.7%付近ではNi量によらず衝撃値の改善は得られないが、Mn量を№1及び№8に示すように0.33%以下にすればMn量が低いほどNi量が2.1%を越える含有量で衝撃値の高いものが得られる。

第3図は同じくNi量との関係を示す線図である。図に示す如く、Mn量が0.33%以下の0.15~0.24%では2.1%を越えるNiの含有によつてその*

*増加とともに脆化が顕著に改善されることが明らかであり、特に2.2%以上のNi量で顕著に向上し、2.4%以上で6 kg-m(7.5 kg-cm)以上、更に2.5%以上のNi量では7 kg-m(7.5 kg-cm)以上の高い値が得られることが明らかである。

第4図は450℃×10⁵hクリープ破断強度とNi量との関係を示す線図である。図に示す如くNi量が2.5%付近までは強度にほとんど影響がないが、3.0%を越えると50 kg/cm²を下回り、目標とする強度が得られない。尚、Mnは少ない方が強度が高く、0.15~0.25%付近で最も強化され、高い強度が得られる。

実施例 2

実施例1と同様に第3表に示す化学組成(重量%)の試料を溶解及び鍛造によつて製造し、同じ熱処理を行ない実験に供した。試験結果を第4表に示す。

第 3 表

№	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	Mn/Ni	Fe
9	0.11	0.04	0.15	11.5	2.50	2.0	0.49	0.20	0.07	0.05	0.06	残部
10	0.10	0.06	0.16	11.6	2.48	1.9	1.25	0.22	0.07	0.05	0.065	//

第 4 表

№	引張強さ (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	450℃ 破 断強度 (kg/mm ²)	25℃衝撃値(kg-m)	
						脆化前	脆化後
9	113.5	95.0	22.8	61.9	59.2	9.8	7.2
10	114.1	95.5	19.5	57.9	58.7	3.9	2.5

表に示すように、Wを1%以下添加した№9は№1及び8に比較して高温強度が高められるとともに、脆化後の衝撃値の低下が小さく、高靱性が得られるが、W量が1%を越える№10は引張強さは若干向上するが、高温強度は逆に低下し、更に脆化後の衝撃値が著しく低下することが分る。

〔発明の効果〕

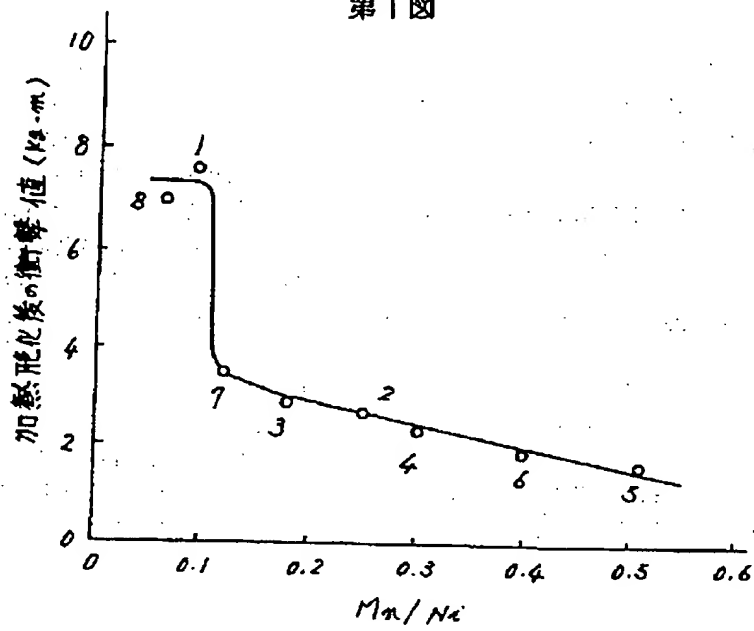
本発明に係る耐熱鋼は、高温高圧(ガス温度: 1200℃以上、圧縮比: 15クラス)ガスタービン用ディスクに要求されるクリープ破断強度及び加熱

脆化後の衝撃値が満足するものが得られるが、これに限らず加熱脆化域の高温にさらされる他の部材への適用も可能な耐熱鋼である。

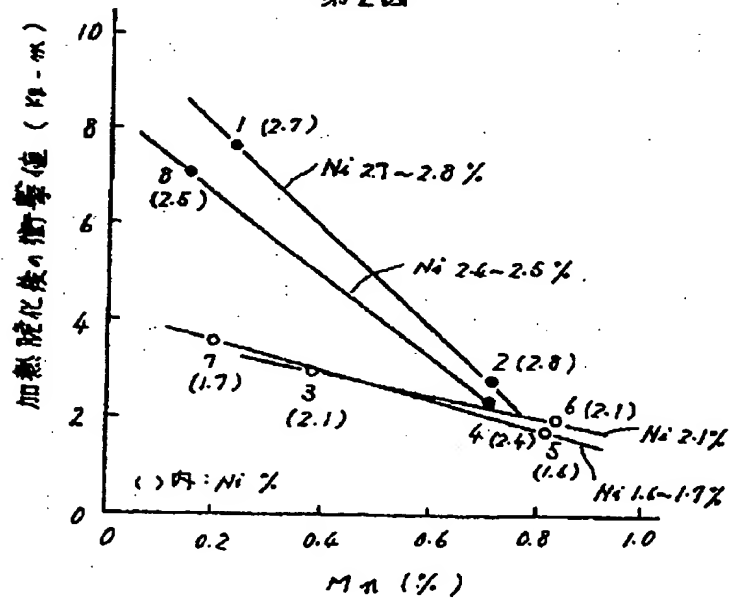
35 図面の簡単な説明

第1図は脆化後の衝撃値と(Mn/Ni)比との関係を示す線図、第2図は脆化後の衝撃値とMn量との関係を示す線図、第3図は脆化後の衝撃値とNi量との関係を示す線図、第4図はクリープ破断強度とNi量との関係を示す線図である。

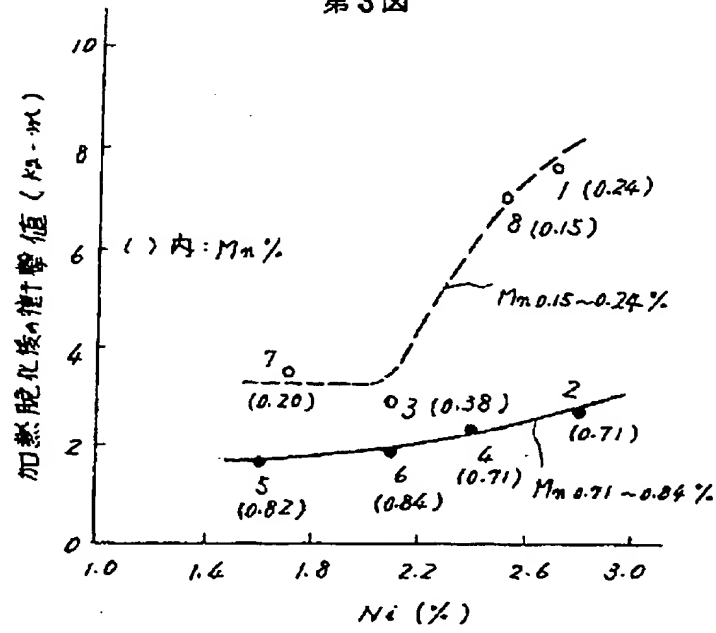
第1図



第2図



第3図



第4図

